

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 59-006355

(43)Date of publication of application : 13.01.1984

(51)Int.Cl.

C22C 38/12
C22C 38/48

(21)Application number : 57-114558

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 01.07.1982

(72)Inventor : TANAKA YASUHIRO
KOSHIZUKA NORIAKI
OKABE RYUJI
SAITO YOSHIYUKI
KIMURA MOTOMU

(54) WELDING STEEL MATERIAL REDUCED IN SOFTENING OF WELDING HEAT AFFECTED PART

(57)Abstract:

PURPOSE: To provide a suitable welding steel material capable of preventing the softening of a welding heat affected part generated in a steel material for a welding structure prepared through controlled rolling, controlled cooling or tempering and annealing heat treatment, obtained by respectively containing C, Si, Mn, Al and Nb in a predetermined ratio and especially specifying a C equivalent.

CONSTITUTION: A welding steel material which is prepared through a controlled rolling process or a controlled cooling process or a heat treating process and available as a welding steel material requiring slow cooling such that the cooling speed at the bonded part after welding is 30sec or more over a temp. range from 800° C to 500° C is provided. This steel material contains, on the basis of a wt. ratio, 0.03W0.12% C, 0.05W0.40% Si, 0.5W2.5% Mn, 0.01W0.1% Al, 0.02W0.05% Nb and 0.03W0.07% V and a C equivalent C_{eq} shown by formula I is prescribed so as to satisfy formula II. As a result, although C_{eq} is low, a welding steel material capable of preventing the softening of a welding heat affected part and forming a matrix material having both strength and toughness and a sound welded part having mechanical characteristics not inferior to that of the matrix material can be provided.

$$I \quad C_{eq} = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{42}Nb + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

$$II \quad C_{eq} \leq (C_{eq} + 2) \times 10^{-2} - 30/100 + 6.2/100$$

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision
of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

①⑨ 日本国特許庁 (JP)

①① 特許出願公開

①② 公開特許公報 (A)

昭59—6355

⑤Int. Cl.³
C 22 C 38/12
38/48

識別記号
C B A
C B A

庁内整理番号
7147—4K
7147—4K

④③公開 昭和59年(1984)1月13日

発明の数 3
審査請求 未請求

(全 6 頁)

④④溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材

岡山市東畦231—20

①特 願 昭57—114558
②出 願 昭57(1982)7月1日
⑦発 明 者 田中康浩
倉敷市中庄団地11—3
⑦発 明 者 腰塚典明
倉敷市中庄団地12—9
⑦発 明 者 岡部龍二

⑦発 明 者 齊藤良行
倉敷市鶴の浦1—1
⑦発 明 者 木村求
倉敷市玉島柏台3—10—5
⑦出 願 人 川崎製鉄株式会社
神戸市中央区北本町通1丁目1
番28号
⑦代 理 人 弁理士 中路武雄

明 細 書

1. 発明の名称

溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材

2. 特許請求の範囲

(1) 制御圧延もしくは制御冷却又は熱処理工程を経て製造され、かつ溶接後のボンド部における冷却速度が800℃から500℃まで30秒以上を要する溶接用鋼材において、重量比にてC: 0.03~0.12%、Si: 0.05~0.40%、Mn: 0.5~2.5%、Al: 0.01~0.1%、Nb: 0.02~0.05%、V: 0.03~0.07%を含有し、残りはFeおよび不可避免の不純物より成り、かつ

$$Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

にて表わされる炭素当量Ceqが下記(1)式を満足することを特徴とする溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材。

$$Ceq \leq [(\sigma_{NTS}/2) + (t-30)/10 + 8]/100 \cdots (1)$$

ただし σ_{NTS} : 公称引張強さ (kgf/mm²)

t: 板厚 (mm)

(2) 制御圧延もしくは制御冷却又は熱処理工程を経て製造され、かつ溶接後のボンド部における冷却速度が800℃から500℃まで30秒以上を要する溶接用鋼材において、重量比にてC: 0.03~0.12%、Si: 0.05~0.40%、Mn: 0.5~2.5%、Al: 0.01~0.1%、Nb: 0.02~0.05%、V: 0.03~0.07%を含有し、更にMo: 0.1~0.5%を含み、残りはFeおよび不可避免の不純物より成り、かつ

$$Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

にて表わされる炭素当量Ceqが下記(1)式を満足することを特徴とする溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材。

$$Ceq \leq [(\sigma_{NTS}/2) + (t-30)/10 + 8]/100 \cdots (1)$$

ただし σ_{NTS} : 公称引張強さ (kgf/mm²)

t: 板厚 (mm)

(3) 制御圧延もしくは制御冷却又は熱処理工程を経て製造され、かつ溶接後のボンド部における冷却速度が800℃から500℃まで30秒以上

上を要する溶接用鋼材において、重量比にてC : 0.03 ~ 0.12 %、Si : 0.05 ~ 0.40 %、Mn : 0.5 ~ 2.5 %、Al : 0.01 ~ 0.1 %、Nb : 0.02 ~ 0.05 %、V : 0.03 ~ 0.07 %を含有し、更にNi : 0.2 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 0.5 %、Cu : 0.1 ~ 0.4 %、B : 0.0005 ~ 0.002 %を含み、残りはFeおよび不可避免的不純物より成り、かつ

$$Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

にて表わされる炭素当量Ceqが下記(1)式を満足することを特徴とする溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材。

$$Ceq \leq [(\sigma_{NTS} / 2) + (1 - 30) / 10 + 8] / 100 \cdots (1)$$

ただし σ_{NTS} : 公称引張強さ (kgf/mm²)

1 : 板厚 (mm)

3. 発明の詳細な説明

本発明は溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材に係り、特に溶接後のボンド部における冷却速度が比較的小さい溶接条件に適する溶接構造用鋼材

広幅の溶接構造物における場合には、溶接熱影響部は相対的に狭い領域となり隣接する材料の拘束が大きいためにほとんど問題にならないが、寸法の小さい試験片あるいは薄板材においては上記軟化の影響が顕著に現れることがある。

上記の如き溶接熱影響部の軟化の原因は、該熱影響部に母材もしくは溶接金属部より軟化した領域が存在するためであるが、この軟化域の幅が板厚に対してある程度広くなる時に、この現象が現れるのであつて、かかる条件の成立には鋼材の化学成分および溶接条件に密接な関係を有することが判明した。而して、本発明者らの研究によると、上記溶接条件としては、所定の板厚に対して溶接入熱が大きい場合に軟化現象が現れる。これは溶接入熱が板厚に対して大きいほど熱履歴を受ける範囲が広くなり、ボンド部の冷却速度が遅くなるからである。例えば、本発明者の実験によると、板厚15mmの鋼板を35 KJ/cmの入熱でサブマージーク溶接を行なつた場合は800℃から500℃までのボンド部の冷却時間は35秒となり、約

材に関する。

近年溶接能率向上のため大入熱溶接が行なわれるようになり、また溶接硬化や溶接割れ等の溶接欠陥を防止して溶接性を改善するために炭素当量(以下Ceqと称する)を低減することが行なわれ、同時に制御圧延法や制御冷却法などが鋼板製造技術の進歩に伴つて採用され、それぞれ所期の目的達成に効果をあげている。

ところが、上記の如き溶接性を改善した溶接構造用鋼材において大入熱溶接を行なうと、本来硬化し靱性が劣化するはずの溶接熱影響部が硬化せず、溶接金属部もしくは母材自体より却つて軟化するという現象が現れることがある。例えば鋼板厚さに対して軟化域の幅がある程度以上に広くなると、このような部分から試験片を切り出して引張試験を行なうと溶接熱影響軟化部が破断することがあり、また場合によつては母材強度より引張強さが小のため所期の特性が得られないことがある。かくの如き溶接熱影響部が軟化する現象は、鋼板の厚さが厚い場合や、広幅の試験片もしくは

6mm幅の溶接熱影響軟化部が生ずる。また板厚50mmの鋼板に75 KJ/cmの入熱で溶接すると、ボンド部の冷却速度は上記とほぼ同一の冷却速度となり、約10mm幅の熱影響軟化部が発生する。従つて溶接構造物における熱影響部の軟化現象における溶接条件としては800℃から500℃までの冷却速度が30秒以上を要する比較的小さい冷却速度において発生することが判明した。

本発明の目的は、制御圧延もしくは制御冷却又は焼入れ焼戻しの熱処理工程を経て製造され、かつ上記溶接条件にて溶接される溶接構造用鋼材において発生する溶接熱影響部の軟化を防止し得る好適な溶接用鋼材を提供するにある。

本発明のこの目的は下記要旨の3発明によつて達成される。

第1発明の要旨とするところは次のとおりである。すなわち、制御圧延もしくは制御冷却又は熱処理工程を経て製造され、かつ溶接後のボンド部における冷却速度が800℃から500℃まで30秒以上を要する溶接用鋼材において、重量比にて

C : 0.03 ~ 0.12 %, Si : 0.05 ~ 0.40 %, Mn : 0.5 ~ 2.5 %, Al : 0.01 ~ 0.1 %, Nb : 0.02 ~ 0.05 %, V : 0.03 ~ 0.07 % を含有し残りは Fe および不可避的不純物より成り、かつ

$$Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

にて表わされる炭素当量 Ceq が下記(1)式を満足することを特徴とする溶接熱影響部の軟化の少ない溶接用鋼材、である。

$$Ceq \leq [(\sigma_{NTS}/2) + (t-30)/10 + 8]/100 \quad \cdots (1)$$

ただし σ_{NTS} : 公称引張強さ (kgf/mm²)

t : 板厚 (mm)

第2発明は上記第1発明と同一の基本組成のほか Mo : 0.1 ~ 0.5 % を含み残りは Fe および不可避的不純物より成り、かつ Ceq も同様に(1)式を満足する溶接用鋼材、である。

第3発明は上記第1発明と同一基本組成のほか更に Ni : 0.2 ~ 1.0 %, Cr : 0.05 ~ 0.5 %, Cu : 0.1 ~ 0.4 %, B : 0.0005 ~ 0.002 % を含み残りは Fe および不可避的不純物より成り、

性や延性を害するので 0.5 ~ 2.5 % の範囲に限定した。

Al :

Al は Si と共に脱酸作用を有し、かつ AlN なる窒化物を形成して結晶粒の微細化作用を有するが、0.01 % 未満ではこの効果が微少である。しかし 0.1 % を越して過多となると靱性を低下するので 0.01 ~ 0.1 % の範囲に限定した。なお Al は B との共存状態では B の窒化を防止し B の焼入性向上作用を補助する。

Nb :

Nb は溶接時のボンド部近傍の焼入性を高め軟化域の幅を狭くするに効果があるが、この効果は 0.02 % 未満では少なく、また 0.05 % を越えて過多となると溶接性を害するので 0.02 ~ 0.05 % の範囲に限定した。

V :

Nb と同時に V を添加するのが本発明の特徴の一つである。V は溶接熱影響部に固溶または析出 この効果は 0.03 % 未満では少なく、溶接熱影響部の軟化を防止するが、0.07 %

かつ Ceq も同様に(1)式を満足する溶接用鋼材、である。

本発明において鋼材の化学成分を限定した理由について説明する。

C :

C は鋼の強度に著しく影響を及ぼし、本発明の目的の溶接構造用鋼としても C が 0.03 % 未満の場合には所期の強度を確保することが困難であり、また 0.12 % を越すと良好な溶接性を得ることができないので 0.03 ~ 0.12 % の範囲に限定した。

Si :

Si は Al と共に脱酸作用があり、また強度を確保する上にも少くとも 0.05 % を必要とするが、0.4 % を越えると靱性を害するので 0.05 ~ 0.4 % の範囲に限定した。

Mn :

Mn は溶接性を害さず強度を向上させるに有効な元素であるが、0.5 % 未満ではこの効果が少なく、また逆に 2.5 % を越えて過多となると鋼の靱

を越えて過多となると溶接性を害するので 0.03 ~ 0.07 % の範囲に限定した。

上記組成は本発明鋼の基本組成であるが、必要に応じて、更に Mo : 0.1 ~ 0.5 % を添加するか、または Ni : 0.2 ~ 1.0 %, Cr : 0.05 ~ 0.5 %, Cu : 0.1 ~ 0.4 %, B : 0.0005 ~ 0.002 % を添加することにより本発明の目的を更に効果的に達成することができる。これらの元素の限定理由は次の如くである。

Mo :

Mo が上記必須成分の Nb、V と同時に共存する場合には Nb、V の効果を助長する効果があり、そのためには少くとも 0.1 % を要する。しかし 0.5 % を越えて過多となると、これらの複合作用が飽和レコスト的にも不利となるので 0.1 ~ 0.5 % の範囲に限定した。

Ni :

Ni は強度および靱性を向上させるに有効であるが、その効果は 0.2 % 未満では微少であり、また Ni は高価な元素であるので 1 % を越す添加は

避けるべきであり、そのため0.2～1.0%の範囲に限定した。

Cr：

Crは強度の向上に有効であり、特に焼入れ、焼もどしする調質鋼では靱性の改善にも効果があるが、この効果は0.05%未満ではほとんど現れない。また0.5%を越えて過多となると溶接性を害するので0.05～0.5%の範囲に限定した。

Cu：

Cuは0.1%以上の添加により強度および靱性を向上させ、また溶接構造用鋼として耐候性を向上させるのに有効であるが、0.4%を越す添加は熱間加工性を阻害するので避けるべきであり、そのため0.1～0.4%の範囲に限定した。

B：

Bは調質鋼において焼入性を向上させる効果があり、その効果は0.0005%以上で発揮される。しかし0.002%を越す場合はB析出物が粒界に析出し靱性に悪影響を及ぼすので0.0005～0.002%の範囲に限定した。

程を製造工程中に加えて低炭素当量化による機械的性質の低下を補強する製造方法を採用している。而して、溶接後のボンド部における冷却速度が800℃から500℃までを30秒以上となるような遅い冷却が行なわれ、溶接熱影響部の軟化域の幅が板厚に対して比較的大きくなるような条件で溶接した場合に特に本発明が有効であり、Ceqが低いに拘わらず溶接熱影響部の軟化を防止して強度と靱性を兼ね備えた母材と、母材に劣らない機械的特性を有する健全な溶接部を形成し得る溶接構造用鋼材を提供することができる。

実施例

第1表に示すA～Hの8種類の本発明鋼板と化学成分が本発明鋼に近似するも本発明の限定要件を満足しないI～Mなる5種類の比較鋼板を供試鋼として同一条件で溶接試験を実施し溶接熱影響部の軟化の有無、溶接継手の機械的性質を比較した。第1表より明らかとなり、各供試鋼はいずれも低炭素当量化のため制御圧延、制御冷却もしくは焼入れ焼戻しの熱処理を加えて製造した。

次に本発明においては

$$Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

にて表わされる炭素当量Ceqが下記(1)式を満足することを必須要件とする。

$$Ceq \leq [(\sigma_{HTB}/2) + (t-30)/10 + 8]/100 \quad \cdots (1)$$

ただし σ_{HTB} ：公称引張強さ(kgf/mm²)

t：板厚(mm)

これは本発明による溶接構造用鋼では成分を限定し所期の強度と板厚に対して溶接性の改善を図1と考えるためであつて、

$$Ceq > [(\sigma_{HTB}/2) + (t-30)/10 + 8]/100$$

の場合には強度、靱性は容易に満足し得ても溶接性が十分ではない。そのために例えばAr₃変態点以下の温度で25～30%の圧下率で低温圧延後空冷するとか、また圧延後800℃から500℃までを8℃/sec以上の冷却速度で加速的に冷却するとか、また圧延後Ac₁変態点以上の温度に再加熱した後水冷後、Ac₁変態点以下の温度で焼もどす等の制御圧延もしくは制御冷却又は熱処理工

第 1 表

区 分	供 試 鋼 記 号	化 学 成 分 (重 量 %)												C当量	製 造 法	板 厚 (mm)	[(σ _{NTS} /2)+(1-30)/10+8]/100	
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B					AL
本 発 明 鋼	A	0.07	0.24	1.37	0.015	0.004	-	-	-	-	0.031	0.024	-	0.037	0.310	制御圧延	15	0.315
	B	0.06	0.24	1.45	0.019	0.003	-	-	-	-	0.041	0.025	-	0.030	0.305	制御圧延	15	0.315
	C	0.07	0.23	1.35	0.015	0.003	-	-	-	-	0.038	0.021	-	0.017	0.307	制御冷却	15	0.315
	D	0.05	0.26	1.30	0.016	0.003	-	-	-	0.12	0.031	0.022	-	0.033	0.309	制御圧延	15	0.315
	E	0.06	0.23	1.34	0.015	0.003	-	-	-	-	0.038	0.021	-	0.042	0.294	制御圧延	15	0.315
	F	0.09	0.25	1.22	0.013	0.001	-	-	-	0.11	0.037	0.022	0.0008	0.053	0.334	焼入焼もどし	15	0.365
	G	0.07	0.24	1.36	0.015	0.003	-	-	-	0.15	0.034	0.021	0.0010	0.059	0.347	焼入焼もどし	38	0.372
	H	0.11	0.25	0.82	0.013	0.002	0.15	0.80	0.45	0.33	0.033	0.015	0.0013	0.060	0.452	焼入焼もどし	38	0.472
比 較 鋼	I	0.07	0.33	1.38	0.015	0.008	-	-	-	-	-	0.027	-	0.042	0.313	制御圧延	15	0.315
	J	0.13	0.31	1.37	0.015	0.006	-	-	-	-	0.033	-	-	0.038	0.374	普通圧延	15	0.315
	K	0.07	0.30	1.40	0.019	0.004	-	-	-	-	-	0.019	-	0.021	0.315	制御冷却	15	0.315
	L	0.09	0.25	1.29	0.018	0.002	-	-	0.10	0.15	0.027	-	0.0008	0.048	0.373	焼入焼もどし	15	0.365
	M	0.11	0.27	0.88	0.017	0.002	0.11	0.82	0.51	0.30	0.025	-	0.0015	0.049	0.465	焼入焼もどし	38	0.472

比較鋼は Nb、V のいずれかを欠くほか、供試鋼 J、L は

$$[(\sigma_{NTS}/2) + (t-30)/10 + 8]/100$$

値が Ceq より小であつて本発明の要件を満足しないものである。

各供試鋼板をサブマージアーク溶接し、溶接継手部の引張試験はいずれも直径 10 mm で標点間距離 50 mm の試験片を溶接継手部に直角に板厚中央部から採取して実施したものであつて、結果は第 2 表に示すとおりである。

第 2 表より明らかとなつて、比較鋼の供試材 I ~ M においては溶接継手部の引張強さが母材よりも小で溶接熱影響部が軟化しているために破断位置はすべて溶接熱影響部であるのに対し、本発明鋼の場合には溶接継手部の引張強さは母材と同一もしくは却つて母材より高いために破断位置が母材が多く溶接熱影響部には軟化が起らなかったことを示している。なお、本発明鋼においては溶接継手部の引張強さが高いのみならず、その靱性もすぐれており、溶接継手部の衝撃試験結果も比較鋼

第 2 表

区分	供試鋼記号	板厚 (mm)	母材 引張強さ (kgf/cm ²)	溶接熱 (KJ/cm)	溶 接 継 手		衝撃試験 (HAZ) 試験温度 (°C)	吸収エネルギー (J/cm)
					引張強さ (kgf/cm ²)	破断位置		
本 発 明 鋼	A	15	51	35	52	BM	0	17.3
	B	15	52	35	53	HAZ	0	21.4
	C	15	53	35	53	BM	0	16.6
	D	15	54	35	54	BM	0	21.2
	E	15	53	35	53	BM	0	16.8
	F	15	62	35	63	HAZ	-15	26.2
	G	38	65	60	64	HAZ	-10	20.3
	H	38	82	75	81	HAZ	-35	17.3
比 較 鋼	I	15	51	35	48	HAZ	0	22.7
	J	15	52	35	52	BM	0	7.2
	K	15	52	35	46	HAZ	0	15.7
	L	15	61	35	58	HAZ	-15	20.8
	M	38	80	75	77	HAZ	-35	16.7

(注) BM: 母材, HAZ: 溶接熱影響部

のばらつきの大なるに対し、本発明鋼は安定して高い吸収エネルギー値を示している。

上記実施例より明らかな如く、本発明は鋼の化学組成を限定し、特に炭素当量を該鋼の公称引張強さおよび板厚と関連させて低く限定し、その結果溶接性を改善することができたほか、従来大入熱溶接時に現れていた溶接熱影響部の軟化現象は完全に防止することができ、母材と同等あるいはそれ以上の強度をもつ溶接継手部を形成できると共に、その靱性もすぐれた溶接用鋼材を提供することができ、近時の能率向上のための大入熱溶接に対応できるすぐれた鋼材を得ることができた。

代理人 中 路 武 雄